

ИЗУЧЕНИЕ ПРОЦЕССОВ РАСПАДА В СПЛАВЕ НА ОСНОВЕ ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Ti_2AlNb , ЛЕГИРОВАННОМ ВОДОРОДОМ, ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ СТАРЕНИЯ

Хаджиева О.Г., Малевич Ю.А., Федосеева В.А.

Руководитель – доц., к.т.н. Илларионов А.Г.

ФГАОУ ВПО УрФУ, г. Екатеринбург, illarionovag@mail.ru

Низкая технологичность интерметаллидных титановых сплавов препятствует их широкому применению в промышленности. Существуют различные способы управления фазовым составом, структурой и свойствами этих сплавов, в том числе за счет водородного пластифицирования и термической обработки. В настоящей работе проведено исследование изменений микроструктуры сплава на основе Ti_2AlNb (О-фазы), легированного водородом, при различных режимах старения. Материалом исследования служили выточенные из слитка цилиндрические заготовки диаметром 20 мм. Изучались образцы сплава без водорода (сплав 1), с содержанием водорода 5,2 ат. % (сплав 2) и 8,5 ат. % (сплав 3) после закалки с 900 °С и последующего старения при 600 и 700 °С. Выбранные температуры старения соответствуют температурному интервалу эксплуатации этой группы сплавов.

После закалки сплавы имеют следующий фазовый состав: сплав 1 ($\alpha_2 + O + \beta$), сплавы 2 и 3 ($O + \beta$). Микроструктура сплава 1 представлена крупными пластинами α_2 -фазы (на основе интерметаллида Ti_3Al) и более мелкими пластинами О-фазы, равномерно распределенными в упорядоченной по типу В2 β -матрице. Введение водорода подавляет образование α_2 -фазы в сплавах 2 и 3, морфология выделения О-фазы аналогична сплаву 1, уменьшается лишь её объемная доля.

В сплаве 1 после старения при 600 °С (выдержка 1 и 2 часа) распад метастабильного β -твердого раствора идет неинтенсивно, в структуре присутствует большая объемная доля непревращенной β -фазы, фиксируются отдельные вторичные пластины О-фазы. С увеличением времени старения до 4 часов сплав переходит из трехфазного ($\alpha_2 + O + \beta$) в двухфазное ($O + \beta$)-состояние, увеличивается количество выделений тонких (до 100 нм) пластин О-фазы различных ориентировок в промежутках между более крупными первичными О-пластинами (рис. 1,а).

Повышение температуры старения до 700 °С переводит сплав 1 в двухфазное состояние раньше, чем при 600 °С, и уже при выдержке 2 часа сплав имеет ($O + \beta$)-, а при выдержке 4 часа – однофазную О-структуру. При выдержке в течение 1 часа на темнопольном изображении хорошо видны мелкие пластины вторичной О-фазы, непревращенная β -фаза располагается в виде тонких прослоек между ними (рис. 1,б).

В структуре наводороженного сплава 2 после старения при 600 °С (выдержка 1 ч) наблюдается выделение О-фазы двух морфологических

типов: пластин и частиц линзовидной формы (рис. 2,а). С увеличением времени выдержки участков β -матрицы, свободных от выделений, становится меньше. После выдержки в течение 4 часов сплав имеет однофазную О-структуру, β -фаза практически полностью распадается.

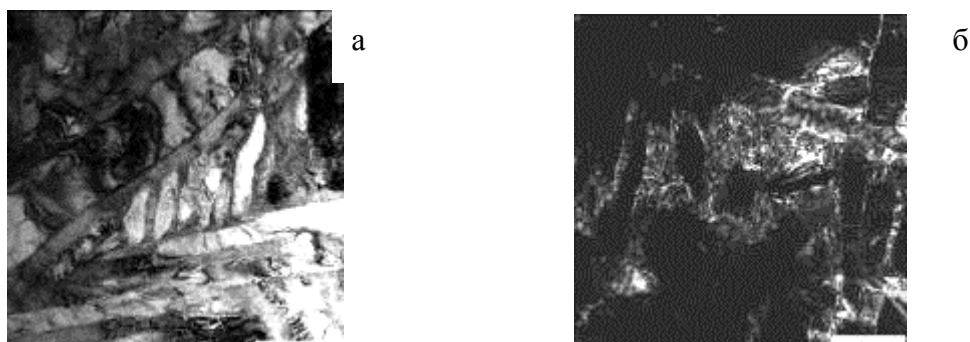


Рисунок 1. Тонкая структура сплава 1 после старения:
а – при 600 °С в течение 4 часов; б – при 700 °С в течение 1 часа
(темное поле)

В ходе старения при 700 °С в течение всех времен выдержки сплав 2 сохраняет двухфазную (О+ β)-структуру. При выдержке в течение 2 часов в структуре сплава видны дисперсные выделения О-фазы, что свидетельствует о более полном прохождении распада. Линзовидных выделений О-фазы, подобных наблюдаемым после старения при температуре 600 °С, найдено не было (рис. 2,б).

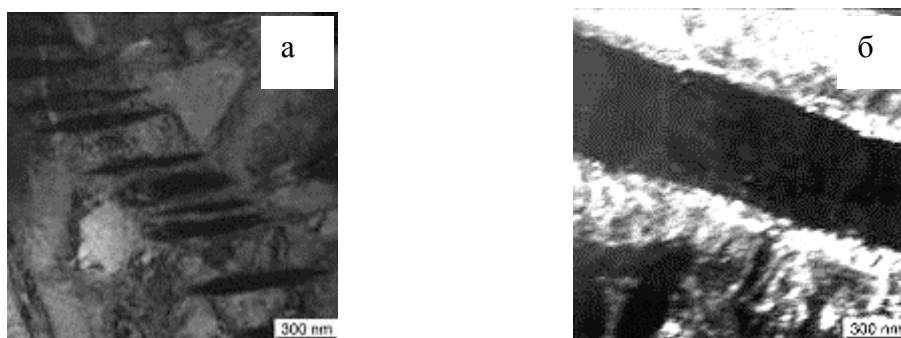


Рисунок 2. Тонкая структура сплава 2 после старения:
а – при 600 °С в течение 1 часа; б – при 700 °С в течение 2 часов
(темное поле)

Фазовый состав сплава 3 остается неизменным (О+ β) при всех исследованных режимах старения. Старение при 600 °С в течение 4 часов приводит к выделению как пластин, так и высокодисперсных частиц О-фазы, которые удается разрешить только на темнопольных изображениях (рис. 3,а). После старения при температуре старения 700 °С (выдержка 2 ч) распад проходит практически полностью, все поля бывшей высокотемпературной β -фазы заполнены О-пластинами. (рис. 3,б).

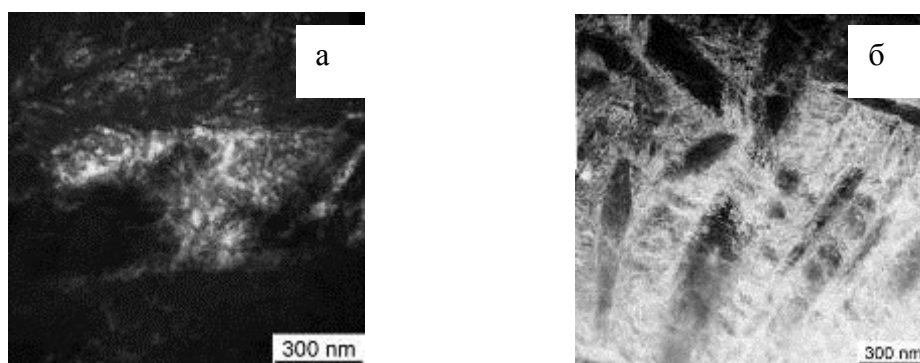


Рисунок 3. Тонкая структура сплава 3 после старения:

а – при 600 °С в течение 4 часов (темное поле);

б – при 700 °С в течение 2 часов

Влияние микроструктуры на механические свойства исследуемых сплавов было проанализировано с помощью микродюрометрических испытаний. После закалки микротвердость сплава 1 составила 4270 МПа, сплавов 2 и 3 – 4250 и 4230 МПа соответственно в связи увеличением объемной доли β -фазы. В ходе старения при 600 °С в сплаве 1 распад пересыщенного β -твердого раствора идет неинтенсивно, как отмечено выше, и вследствие этого после четырехчасовой выдержки микротвердость сплава повышается незначительно до 4300 МПа. Повышение температуры старения до 700 °С роста микротвердости в сплаве 1 не даёт.

В наводороженных сплавах 2 и 3 при 600 °С распад происходит более активно, повышение микротвердости до 4500 и 4600 МПа зафиксировано уже при двухчасовой выдержке. С увеличением времени выдержки наблюдается рост микротвердости, что свидетельствует о более полном протекании распада. Максимальное значение зафиксировано в сплаве 3 после старения при 600 °С в течение 4 часов и составляет 5500 МПа. Увеличение температуры старения наводороженных сплавов 2 и 3 до 700 °С не приводит к значительному изменению микротвердости, как и в сплаве 1.

Таким образом, в ходе исследования установлено, что увеличение температуры старения до 700 °С переводит сплав без водорода в двухфазное (O+ β)-состояние за меньшее время выдержки, чем старение при 600 °С.

Обнаружено, что в сплаве с 5,2 ат. % водорода при температуре старения 600 °С выделяются частицы O-фазы различной морфологии, что, возможно, свидетельствует о различных механизмах ее образования.

Введение водорода в сплав на основе интерметаллида Ti_2AlNb подавляет выделение α_2 -фазы в ходе старения при температурах 600 и 700 °С. Длительная выдержка наводороженных сплавов при температуре 600 °С (в течение 4 часов) увеличивает интенсивность и полноту распада, обеспечивая рост микродюрометрических характеристик более чем на 1000 МПа.